

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

IN RE APPLICATION OF: Hiroshi AKAMIZU, et al.

GAU:

SERIAL NO: New Application

EXAMINER:

FILED: Herewith

FOR: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WORKABILITY AND PRODUCTION
PROCESS THEREFOR

REQUEST FOR PRIORITY

COMMISSIONER FOR PATENTS
ALEXANDRIA, VIRGINIA 22313

SIR:

- ☐ Full benefit of the filing date of U.S. Application Serial Number , filed , is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §120.
- ☐ Full benefit of the filing date(s) of U.S. Provisional Application(s) is claimed pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119(e): Application No. Date Filed

- ☒ Applicants claim any right to priority from any earlier filed applications to which they may be entitled pursuant to the provisions of 35 U.S.C. §119, as noted below.

In the matter of the above-identified application for patent, notice is hereby given that the applicants claim as priority:

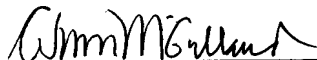
<u>COUNTRY</u>	<u>APPLICATION NUMBER</u>	<u>MONTH/DAY/YEAR</u>
Japan	2002-204168	July 12, 2002

Certified copies of the corresponding Convention Application(s)

- ☒ are submitted herewith
- ☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee
- ☐ were filed in prior application Serial No. filed
- ☐ were submitted to the International Bureau in PCT Application Number
Receipt of the certified copies by the International Bureau in a timely manner under PCT Rule 17.1(a) has been acknowledged as evidenced by the attached PCT/IB/304.
- ☐ (A) Application Serial No.(s) were filed in prior application Serial No. filed ; and
- ☐ (B) Application Serial No.(s)
- ☐ are submitted herewith
- ☐ will be submitted prior to payment of the Final Fee

Respectfully Submitted,

OBLON, SPIVAK, McCLELLAND,
MAIER & NEUSTADT, P.C.



Norman F. Oblon

Registration No. 24,618

C. Irvin McClelland
Registration Number 21,124



22850

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日
Date of Application:

2002年 7月12日

出 願 番 号
Application Number:

特願2002-204168

[ST.10/C]:

[JP2002-204168]

出 願 人
Applicant(s):

株式会社神戸製鋼所

2003年 6月 2日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

太田信一郎

出証番号 出証特2003-3042582

【書類名】 特許願

【整理番号】 30065

【提出日】 平成14年 7月12日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00

【発明の名称】 加工性に優れた高強度鋼板、およびその製造方法

【請求項の数】 3

【発明者】

 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内

 【氏名】 赤水 宏

【発明者】

 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内

 【氏名】 池田 周之

【発明者】

 【住所又は居所】 神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所
 神戸総合技術研究所内

 【氏名】 槇井 浩一

【特許出願人】

 【識別番号】 000001199

 【氏名又は名称】 株式会社神戸製鋼所

【代理人】

 【識別番号】 100067828

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 小谷 悦司

【選任した代理人】

 【識別番号】 100075409

 【弁理士】

【氏名又は名称】 植木 久一

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 012472

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9703961

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 加工性に優れた高強度鋼板、およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0.06~0.25%未満

(質量%の意味、以下、成分はすべて質量%を意味する)、

Si : 0.5~3.5%、

Mn : 0.7~4%を含有し、

母相組織はフェライト、

第2相組織はマルテンサイト及び残留オーステナイトを有しており、且つ、画像解析により測定される該第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) は、全組織に対して面積率で25%以下を満足する高強度鋼板であって、

下記(1)~(3)の要件を満足することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

(1) 飽和磁化測定により測定対象試料を測定したときの残留オーステナイト ($V_t \gamma_R$) は体積率で5%以上であり、

(2) FE-SEM/EBSPにより測定したときのフェライト粒内の残留オーステナイトの面積率 ($S_F \gamma_R$) と、前記 $V_t \gamma_R$ との比 ($S_F \gamma_R / V_t \gamma_R$) は0.65以上であり、

(3) 前記第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) と残留オーステナイト ($V_t \gamma_R$) との差によって算出されるマルテンサイトの占積率 (α_2) と、前記第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) との比 [$\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)$] は、下式を満足するものである。

$$0.25 \leq [\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)] \leq 0.60$$

【請求項2】

C : 0.06~0.25%未満、

Si : 0.5~3.5%、

Mn : 0.7~4%を含有し、

母相組織はフェライト、

第2相組織はマルテンサイト及び残留オーステナイトを有しており、且つ、画

像解析により測定される該第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) は、全組織に対して面積率で25%以下を満足する高強度鋼板であって、

下記(1)、(4)及び(3)の要件を満足することを特徴とする加工性に優れた高強度鋼板。

(1) 飽和磁化測定により測定対象試料を測定したときの残留オーステナイト ($V_t \gamma_R$) は体積率で5%以上であり、

(4) 前記残留オーステナイト中の平均C濃度は、0.95~1.2質量%であり、

(3) 前記第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) と残留オーステナイト ($V_t \gamma_R$) との差によって算出されるマルテンサイトの占積率 (α_2) と、前記第2相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) との比 $[\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)]$ は、下式を満足するものである。

$$0.25 \leq [\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)] \leq 0.60$$

【請求項3】 熱延、必要に応じて冷延、および連続焼鈍により、請求項1または2に記載の高強度鋼板を製造する方法であって、

前記熱延を行う前に、請求項1~3のいずれかに記載の成分を満たすスラブを1270℃以上にて5時間以上溶体化処理すると共に、

前記熱延を行った後に巻取処理するに当たり、ベイナイト変態域まで冷却した後、該温度域で50~200秒間保持するオーステンパ処理を行うことを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は加工性に優れた高強度鋼板に関し、詳細には、強度及び全伸び（全伸びのなかでも、特に変形後期の局部伸び）のバランスに優れており、且つ、降伏比の低い高強度鋼板に関するものである。具体的には、強度 $[TS (MPa)] \times$ 局部伸び $[1 - EL (\%)] \geq 5500$ 、全伸び $[t - EL (\%)]$ に対する局部伸びの比率 $[(1 - EL) / (t - EL)] \geq 0.25$ 、降伏比 $(YR) \leq 65\%$ を満足する鋼板を提供するものである。

【0002】

【従来の技術】

自動車鋼板の軽量化に伴う燃費の軽減を図り、衝突時の安全性を確保することを主な背景として、高強度鋼板の需要は益々増大しているが、最近では、地球環境保全の観点からも益々、その需要が高まっている。

【0003】

しかしながら、高強度鋼板といえども成形性に対する要求は強く、夫々の用途に応じ、適切な成形性を兼ね備えた高強度鋼板を選択し使用することが重要である。特に複雑形状のプレス加工が施される用途においては、張り出し成形性（延性）と伸びフランジ性〔穴拡げ性（局所的な延性）〕の両方を兼備し（即ち、低降伏比を有し）、且つ強度－局部伸びのバランスに優れた高強度鋼板の提供が切望されている。

【0004】

この様なニーズを受けて開発された高強度薄鋼板として、組織中に残留オーステナイト（ γ_R ）を生成させ、加工変形中に γ_R が誘起変態（歪み誘起変態：TRIP）して延性を向上させる残留オーステナイト鋼板が知られている。例えば特開平2-97620号公報には、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの混合組織からなるTRIP型複合組織鋼（PF鋼）が開示されている。上記公報によれば、ベイナイト変態温度域に加熱した後、所定時間保持して（所謂オーステンパ処理）製造しているので、拡散定数の大きいCが未変態オーステナイト中に濃化して安定化し、室温においてオーステナイトをマルテンサイトに変態することなく残存させ得る結果、加工性の良好な高強度鋼板が得られる旨記載されている。しかしながら、延性と加工性の両立が重要視されている昨今においては、延性（特に局部伸び）の更なる向上が切望されている。

【0005】

また、特開平5-255799号公報にも、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトの1種または2種以上と、フェライトとを含有する鋼板が開示されており、その局部延性は、従来のTRIP鋼板に比べ、非常に良好なものとなっている。しかしながら、実施例の降伏比を計算すると、いずれも78%以上と非常に高く、張り出し成形性に劣っている。その理由は、上記鋼板では、延性

(特に局部伸び)の向上を最優先課題としている為、降伏比の低減に有用なマルテンサイト等の生成が極端に減少している為と思料される。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、強度及び局部伸びのバランスに優れており、且つ、低降伏比を有する高強度鋼板；及び、このような高強度鋼板を効率よく製造することのできる方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】

上記課題を解決し得た本発明に係る加工性に優れた高強度鋼板は、

C : 0.06~0.25%未満

(質量%の意味、以下、成分はすべて質量%を意味する)、

Si : 0.5~3.5%、

Mn : 0.7~4%を含有し、

母相組織はフェライト、

第2相組織はマルテンサイト及び残留オーステナイトを有しており、且つ、画像解析により測定される該第2相組織($\alpha_1 + \gamma_R$)は、全組織に対して面積率で25%以下を満足する高強度鋼板であって、

下記(1)~(3)の要件を満足する(以下、第一の鋼板と呼ぶ場合がある)か；または(1)、(4)及び(3)の要件を満足する(以下、第二の鋼板と呼ぶ場合がある)ところに要旨を有するものである。

【0008】

[第一の鋼板]

(1) 飽和磁化測定により測定対象試料を測定したときの残留オーステナイト($V_t \gamma_R$)は体積率で5%以上であり、

(2) FE-SEM/EBSPにより測定したときのフェライト粒内の残留オーステナイトの面積率($S_F \gamma_R$)と、前記 $V_t \gamma_R$ との比($S_F \gamma_R / V_t \gamma_R$)は0.65以上であり、

(3) 前記第2相組織($\alpha_1 + \gamma_R$)と残留オーステナイト($V_t \gamma_R$)との差

によって算出されるマルテンサイトの占積率 (α_2) と、前記第 2 相組織 ($\alpha_1 + \gamma_R$) との比 $[\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)]$ は、下式を満足するものである。

【0009】

$$0.25 \leq [\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)] \leq 0.60$$

〔第二の鋼板〕

(1) は第一の鋼板と同じであり、

(4) 前記残留オーステナイト中の平均 C 濃度は、0.95～1.2 質量% であり、

(3) は第一の鋼板と同じである。

【0010】

上記鋼板において、更に、①Ni：2%以下（0%を含まない）、及び／又は Cu：2%以下（0%を含まない）を含有するもの；②Cr：1.0%以下（0%を含まない）、及び／又はMo：1.0%以下（0%を含まない）を含有するもの；③P：0.3%以下（0%を含まない）を含有するもの；④Al：2.0%以下（0%を含まない）を含有するもの；⑤Ti、Nb、及びVよりなる群から選択される少なくとも1種の成分を、合計で0.1%以下（0%を含まない）含有するものは、いずれも本発明の好ましい態様である。

【0011】

また、上記課題を解決し得た本発明鋼板の製造方法は、熱延、必要に応じて冷延、および連続焼鈍により、本発明に係る高強度鋼板を製造する方法であって、

熱延を行う前に、上述した成分を満たすスラブを1270℃以上にて5時間以上溶体化処理すると共に、

熱延を行った後に巻取処理するに当たり、ベイナイト変態域まで冷却した後、該温度域で50～200秒間保持するオーステンパ処理を行うところに要旨を有するものである。

【0012】

【発明の実施の形態】

本発明者らは、従来のTRIP鋼板では両立が困難であると考えられていた「高延性（特に、優れた局部伸び）」及び「高成形性（低降伏比）」を兼ね備えた

TRIP鋼板を提供すべく、特に残留オーステナイト (γ_R) に着目して鋭意検討してきた。その結果、TRIP鋼板を製造するに当たり、従来は、時間がかかる等の理由により採用されていなかった溶体化処理を、熱延処理の前に施すと共に、オーステンパ処理を適切に行うことにより、これら両特性を備えた高強度鋼板が得られることを見出した。詳細には、上記処理により、

①フェライト粒界・フェライト粒内の任意の部分において、C濃度分布のバラツキが少ない γ_R を安定して生成させることができ、

②その結果、延性向上に寄与する γ_R と、成形性向上（降伏比の低減）に寄与するマルテンサイト及びマルテンサイト変態し易い不安定な γ_R を、バランス良く析出させることが可能になること；

③かかる鋼板中の γ_R 量を測定したところ、変形後期の局部伸びの向上に寄与するフェライト粒内 γ_R が多く生成していること；しかも興味深いことに、本発明鋼板における γ_R 中のC濃度 (C_{γ_R}) の平均値は0.95～1.2%と、極く狭い範囲内に制御されている点で、従来の延性に優れたTRIP鋼板における γ_R とは、その存在位置及びC濃度分布において異なっていることを見出し、本発明を完成した。以下、「フェライト粒内に多く存在する γ_R であって、C濃度が或る程度高く維持され、且つ、C濃度分布のバラツキが少ない γ_R 」を特に、「比較的安定な γ_R 」と呼ぶ場合がある。

【0013】

以下、本発明鋼板の基本概念（基本思想）につき、本発明に到達した経緯を交えながら詳細に説明する。

【0014】

まず、本発明における要求特性の一つである「延性（特に局部伸び）」に関し、TRIP鋼板の組織中、一般に延性を支配しているのは γ_R であると考えられている。更に延性を向上させる為には、① C_{γ_R} を高くしたり、② γ_R のサイズを微細にしたり、③フェライト粒内に γ_R を析出させる等し、「 γ_R の安定度を高める」ことが有用であるといわれている。即ち、上記①～③を満足するものは γ_R の安定度が高く、延性も向上するといわれている。これに対し、フェライト粒界に存在する γ_R は、 C_{γ_R} が低いか粗大なものが多く、「 γ_R の安定度が低い」為

、室温では、マルテンサイトとして存在する確率が高いと考えられている。

【0015】

その為、延性の向上に当たっては、例えば前述した特開平2-97620号公報に記載のオーステンパ処理等を施すことにより、未変態オーステナイト中に固溶限を遥かに超えるCを濃化させ、 $C\gamma_R$ を高くして γ_R の安定度を高める等の工夫を凝らしている。

【0016】

この様な方法によって得られる「 $C\gamma_R$ の非常に高い γ_R 」につき、本発明者らは詳細に検討したところ、上記 γ_R は主に、フェライト粒界に存在するが、フェライト粒内には殆ど存在しないことが分かった。また、フェライト粒界に存在する γ_R は、歪みに対する感受性が大きくなる為、部分的には $C\gamma_R$ が高くなるものの、鋼板全体では、C濃度分布のバラツキが多い γ_R が多く生成することも分かった。

【0017】

この様な「C濃度分布のバラツキが多い γ_R 」が生成する原因は、主にMn等の置換型合金元素（スラブ中心部の拡散が遅い元素）が中心偏析（マクロ偏析）する為であると考えられる。鋼中に添加されるMnは、 γ_R 生成元素として有用であるが、鑄造時に偏析し易いという欠点がある。Mn等の置換型合金元素による中心偏析は、熱延中の巻取処理や再結晶焼鈍（CAL／CGL）中の熱処理によって排除することは極めて困難であり、その為、鑄造時の凝固偏析で、その中心偏析に沿って、C濃度分布のバラツキが多い γ_R が、特にフェライト粒界に多量且つ不均一に生成すると考えられる。

【0018】

一方、本発明における他の要求特性である「成形性（低降伏比）」に関しては、変形の初期に存在するマルテンサイト、若しくは降伏点近傍でマルテンサイト変態する様な不安定な γ_R が、成形性を支配しているといわれている。しかしながら、従来のTRIP鋼板は、延性（特に局部伸び）の向上を重視する観点から、 $C\gamma_R$ 濃度を高くして γ_R の安定度を高めるあまり、降伏比の低減に有用なマルテンサイト及び不安定な γ_R は、極端に減らしているのが実情である。その結果

、局部延性は非常に優れるものの、降伏比も高くなり、張り出し成形性に劣る等、形状凍結性の点で問題を抱えていることが分かった。

【 0 0 1 9 】

そこで本発明者らは発想を変え、従来の如く、「 $C\gamma_R$ 濃度を高くし、非常に安定度の高い γ_R を生成させる」ことによって延性を著しく高めるのではなく、 $C\gamma_R$ 濃度は、所定の延性レベルを発揮し得る様、或る程度高く維持しつつ、一方、従来は特に意識されていなかった γ_R の存在部位に着目し、フェライト粒内に γ_R を多く析出させることによって延性を高められないかという観点に基づき、検討を重ねてきた。フェライト粒内では、変形中に、フェライトマトリックスと γ_R との間に結晶学的なミスフィットが生じる可能性も少ない為、フェライト粒内の γ_R は、変形に対し、安定して存在し得る（前述した「比較的安定な γ_R 」が生成する）と考えられ、変形後期の局部伸びに寄与すると推認されるからである。

【 0 0 2 0 】

その結果、従来のTRIP鋼板では全く採用されていなかった溶体化処理を施すと共に、オーステンパ処理を適切に行うことにより、Mn等による中心偏析を無くすことができ、合金元素等を均一に拡散させることができる結果、

①旧 γ 粒内のうち特に合金元素が比較的多い部位に、「比較的安定な γ_R 」を多く生成させることができること；

②一方、合金元素が比較的少ない部位には、降伏点からTSの間における均一伸び（一様伸び）の範囲内で、成形性に寄与するマルテンサイトや不安定な γ_R （変形前にマルテンサイト変態してしまったり、降伏点近傍でマルテンサイト変態する様な不安定な γ_R ）を最大限多く生成させることができ、

結果的に、延性と成形性の両特性に優れたTRIP鋼板を提供することに成功したものである。

【 0 0 2 1 】

特に本発明鋼板の γ_R に着目してみると、本発明では、 $C\gamma_R$ 濃度の平均値が0.95～1.2%と、比較的高いレベルで、且つ極く狭い範囲内に制御されている（C濃度分布のバラツキが少ない） γ_R が、フェライト粒内に多く生成してい

る点で、従来のTRIP鋼板（特に延性が高められたTRIP鋼板）と明瞭に区別される。延性向上を重視する従来のTRIP鋼板では、 C_{γ_R} 濃度の平均値は概ね、1.2～1.3%と、総じて高くなっている反面、 C 濃度分布のバラツキも多い不均一な γ_R が、特にフェライト粒界に多く生成しているからである。

【0022】

参考までに、溶体化処理の有無及びオーステンパ時間を変化させた場合における、 γ_R の C 濃度 [C_{γ_R} (質量%)] 及び体積率 [V_{γ_R} (体積%)] の推移について、後記する実施例の結果に基づいてグラフ化した結果を図2に示す。ここで、 V_{γ_R} は上式(2)に記載の飽和磁化測定法によって算出される γ_R の体積率（フェライト粒内に存在する γ_R の量）を意味する。

【0023】

図中、領域①は、室温でマルテンサイトとして存在する確率が高い「 γ_R の安定度が低い領域」を；領域②は、「 γ_R が比較的安定して存在する領域」を；領域③は、「 γ_R の安定度が高い領域」を、夫々、示す。

【0024】

まず、点線で示す曲線は、溶体化処理しない従来の熱延鋼板であって、オーステンパ時間を、180秒、300秒、600秒と変化させた例である。オーステンパ時間を長くすると C_{γ_R} は高くなるが、従来鋼板では溶体化処理を施していない為、いずれのケースにおいても、 C 濃度分布のバラツキの多い不均一な γ_R が生成し、フェライト粒内に存在する γ_R の量自体は変動せず、少ないままである。例えばオーステンパ時間が180秒の場合、 C_{γ_R} の平均値は0.90%と低く、本発明の下限値(0.95%)を満足しない。オーステンパ時間を600秒と長くすると、 C_{γ_R} の平均値は本発明の範囲(0.95～1.2%)を満足するものの、「 γ_R の安定度が高い領域」が増加して「 γ_R の安定度が低い領域」が減少する為、 Y_R が高くなり、所望の特性が得られない。

【0025】

これに対し、実線で示す曲線は、溶体化処理した熱延鋼板であって、オーステンパ時間を、30秒、180秒、300秒と変化させた例である。「オーステンパ時間を長くすると C_{γ_R} は高くなる」という傾向は、前述した「溶体化処理し

ない従来の熱延鋼板」と同じであるが、溶体化処理をしている為、C濃度分布のバラツキが少なく、フェライト粒内に存在する γ_R の量も大幅に増加している。しかしながら、オーステンパ時間が30秒と短い場合は、所望のC γ_R が得られず、一方、オーステンパ時間が300秒と長い場合は、C γ_R =1.25%と、本発明の上限値(1.2%)を超えてしまう。一方、オーステンパ時間を180秒とすれば所望のC γ_R が得られ、本発明の目指す特性を確保することが始めて可能となる(特性との関係は、後記する実施例で詳述する)。

【0026】

以上、本発明鋼板を得る為の基本思想について説明した。以下、具体的に本発明を特徴付ける要件について、説明する。

【0027】

まず、本発明を特徴付ける組織について説明する。

【0028】

前述した通り、本発明鋼板は、母相組織はフェライト；第2相組織はマルテンサイト及び残留オーステナイトを有しており、且つ、画像解析によって測定される第2相組織($\alpha_1 + \gamma_R$)は、全組織に対して面積率で25%以下を満足するものを前提としている。

【0029】

母相組織：フェライト

本発明における「フェライト」とは、ポリゴナルフェライト、即ち、転位密度の少ないフェライトを意味する。上記フェライトは伸び特性等の延性に優れるが、多量に存在すると伸びフランジ性等の成形性に劣るという欠点がある。従って、全組織に対するフェライトの面積率は、後記する第2相組織(マルテンサイト及び γ_R)とのバランスによって制御され、所望の高延性及び高成形性が得られる様、適切に調整することが推奨される。

【0030】

第2相組織：マルテンサイト及び γ_R

本発明では、上記母相組織(フェライト)を除く他の組織のうち、マルテンサイト及び γ_R を「第2相組織」と定義する。全組織に対する第2相組織の占める

面積率は、上記母相組織との関係で所望の特性が発揮される様、25%以下（好ましくは20%以下、より好ましくは15%以下）に制御することが必要である。上記第2相組織の面積率が25%を超えると、母相組織たるフェライトの生成量が少なくなり、硬質なマルテンサイトが生成する為、十分な伸びを確保することが困難だからである。

【0031】

ここで、上記第2相組織の面積率は、鋼材の約 $t/4$ 位置における画像解析によって求める。

【0032】

具体的には、まず、鋼板をレペラー腐食して光学顕微鏡（ $\times 1000$ ）で観察し、板厚約 $1/4$ の位置（ $t/4$ 位置）における、圧延面と平行な面を写真撮影する。上記写真のうち、白色に腐食された第2相組織をトレースし、市販の画像ソフト〔「汎用画像処理ソフトNanoHunter NS2K-Lt」（ナノシステム株式会社製）〕を用いて第2相組織の面積分率を測定する。

【0033】

この様に本発明鋼板は実質的に、母相組織たるフェライト；並びに、第2相組織たるマルテンサイト及び γ_R からなるものであるが、これら組織以外に、本発明の作用を損なわない範囲で他の異種組織（ベイナイト）を含有しても良い。ベイナイトは本発明の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、全組織に対し、面積率で約10%以下の範囲内であれば、本発明の作用を阻害することもないからである。従って、この程度のベイナイトを含む鋼板も本発明の範囲内に包含される。

【0034】

次に、本発明を最も特徴付ける下記（1）～（4）の要件について説明する。これらの要件は、「延性と成形性を兼ね備えた高強度鋼板の提供」を目指す本発明において、所望の特性が有効に発揮される様、第2相組織中における γ_R の量、占積率及びC濃度、並びにマルテンサイトの占積率を夫々、特定したものである。本発明では便宜上、下記（1）、（2）及び（3）を満足するものを第一の鋼板；下記（1）、（4）及び（3）を満足するものを第二の鋼板と呼ぶが、両

者は、本発明を最も特徴付ける γ_R のみ相違するもので、フェライト粒内に存在する γ_R の比率を特定するという観点から下記 (2) を定めたのが第一の鋼板であり、 γ_R 中の平均 C 濃度 (C_{γ_R}) を特定するという観点から下記 (4) を定めたのが第二の鋼板である。

【0035】

まず、 γ_R に関する要件 [(1)、(2)、(4)] について説明する。

【0036】

$$(1) \quad V t \gamma_R (\%) \geq 5 \quad \dots (1)$$

式 (1) 中、 $V t \gamma_R$ は、飽和磁化測定により測定対象試料を測定したときの γ_R (体積%) を示す。

【0037】

上式 (1) は、延性向上に寄与する γ_R の作用を有効に発揮させる為の量を、飽和磁化測定法により特定したものである。

【0038】

ここで、飽和磁化測定による γ_R の測定方法について説明する。この方法は、X線回折による方法に比べ、精度の良好な定量方法として知られている飽和磁化測定法を、更に感度を高めて改良したものであり、その詳細は、特願 2 0 0 1 - 2 8 5 7 5 0 に記載している。

【0039】

具体的には、一定の形状を有する測定対象試料 (3. 6 mm t × 4 mm W × 30 mm L の試験片) の飽和磁化量 (I)、および測定対象試料と実質的に同一成分であって γ_R が体積率で 0 % である場合の飽和磁化量 (I_s) を実測または計算により求め、下式 (A) に基づき、測定対象試料中の γ_R 量を算出するものである。

【0040】

$$\gamma_R (\text{体積}\%) = (1 - I / I_s) \times 100 \quad \dots (A)$$

詳細には、図 1 に示す装置を用い、電極石間ギャップを 30 mm、室温における印加磁化を 5000 ~ 10000 Oe (エルステッド) として行い、ヒステリシスループの両極最大磁化平均値をもって飽和磁化量とした。上記飽和磁化量は

、測定温度の変化に影響を受け易いことから、室温で測定する場合には、例えば $23^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ の範囲内で行うことが好ましい。

【 0 0 4 1 】

尚、実測によって I_s を求めるに際しては、 I_s 測定に用いる試料として、①測定対象試料と実質的に同一成分の鋼に長時間オーステンパ処理を施すか、または強冷間加工を施して得た試料を用いるのがよい。或いは、②測定対象試料とは別の鋼材であって、該測定対象試料と実質的に同一成分の鋼材に長時間オーステンパ処理または強冷間加工を施して得た試料を、 I_s 測定用試料としてもよいし、或いは、飽和磁化量 (I) を測定した後の測定対象試料に前記長時間オーステンパ処理または強冷間加工を施して得た試料を、 I_s 測定用試料としてもよい。

【 0 0 4 2 】

この様にして測定される残留オーステナイト ($V_t \gamma_R$) は、測定対象試料 (3.6 mm t \times 4 mm W \times 30 mm L の試験片) 中に存在する γ_R 量を正確に定量できる点で極めて有用である。ここで、後述する式 (2) に記載の FE-SEM/EBSP (Electron BackScatter diffraction Pattern) 法と、上記飽和磁化測定法との相違について説明する。

【 0 0 4 3 】

まず、FE-SEM/EBSP法は、或る点に電子線を照射したときに現われるEBSPを解析することにより結晶構造及び結晶方位を特定できる。また、FE-SEMなどの電子顕微鏡との組合わせにより、マッピングによる形態評価が可能なことから、フェライト粒内・フェライト粒界に存在する γ_R を、夫々区別して定量できる等のメリットはあるが、バルク内部の γ_R は測定できないというデメリットがある。前述した通り、鋼中に添加されるMn等は鑄造時に中心偏析し易く、その偏析に沿って γ_R は生成し易い為、特に鋼材中心部の γ_R 量が多くなる。ところが、FE-SEM/EBSP法では表層部に存在する γ_R しか定量できない為、試料中に存在する γ_R を正確に測定できないという問題がある。これに対し、上記飽和磁化測定法によれば、表層部・バルク内部に拘わらず、測定試料中に存在する γ_R を精度良く測定できるので、中心偏析に伴って生成されるバルク内部の γ_R をも含めた全ての γ_R を正確に定量することが可能になる。しかも

上記飽和磁化測定法は、FE-SEM/EBSP法に比べ、操作も簡便で、短時間且つ低コストで、より精度の高い γ_R が得られるというメリットもある。従って、本発明では、フェライト粒内の γ_R を定量する場合を除き、上記飽和磁化測定法により γ_R を測定している。

【0044】

そして本発明では、所望の延性を確保する為の指標として、上記飽和磁化測定法により測定した $Vt\gamma_R$ を5%以上と定めた。一方、第二相が多量に存在すると伸びフランジ性が劣化する為、20%以下（より好ましくは15%以下、更に好ましくは10%以下）に制御することが推奨される。

【0045】

次に、本発明を最も特徴付ける式（2）または式（4）について説明する。

【0046】

$$(2) \quad (SF\gamma_R / Vt\gamma_R) \geq 0.65 \quad \dots \quad (2)$$

式（2）中、 $SF\gamma_R$ は、FE-SEM/EBSPにより測定したときの、フェライト粒内 γ_R の面積率を；
 $Vt\gamma_R$ は、前と同じ意味である。

【0047】

上式（2）は、測定対象試料（3.6mm t ×4mm W ×30mm L の試験片）中に存在する γ_R の内、フェライト粒内に存在する γ_R （ $SF\gamma_R$ ）の比率が0.65以上を満足するものは、特に変形後期の局部伸び向上に寄与するという観点から定めたものである。即ち、フェライト粒内に存在する γ_R は、試料表面に存在するフェライト母相の空間的な拘束を受ける為、フェライト粒界に存在する粗大な γ_R に比べ、比較的高濃度のCを有し、しかもC濃度分布のバラツキが少ないという特徴を有している。本発明では、この様な延性向上に寄与する γ_R を「比較的安定な γ_R 」と呼ぶが、かかる「比較的安定な γ_R 」を、フェライト粒内の比率という観点から特定したのが上式（2）である。

【0048】

上記フェライト粒内に存在する γ_R （ $SF\gamma_R$ ）は、FE-SEM/EBSPにより、fcc相（面心立方格子）としてマッピングされた領域で表される。上記

$SF\gamma_R$ の測定に当たり、FE-SEM/EBSPを採用した理由は前述した通りであり、表層部に存在する γ_R のうち、フェライト粒内の γ_R をフェライト粒界の γ_R と区別して定量できるからである。

【0049】

具体的には、測定装置として、EBSP検出器を備えた高分解能FE-SEM (Philips社製「XL30S-FEG」)を用い、検出、測定、解析等、EBSPに関するハードウェア及びソフトウェアはすべて、テクセムラボラトリーズ社(TSL)製OIM (Orientation Imaging MicroscopyTM)を採用した。測定に当たっては、測定試料を電解研磨した後、表層部(最表面部)を直ちに観察した(測定間隔は $0.1\mu m$)。

【0050】

この様にして算出される $SF\gamma_R$ と、前式(1)で得られる $Vt\gamma_R$ との比($SF\gamma_R/Vt\gamma_R$)は 0.65 以上であることが必要である。 0.65 未満では、フェライト粒界に存在する γ_R が多くなり、所望の局部伸びが得られない。好ましくは 0.70 以上である。尚、その上限は特に規定されず、高ければ高い程、優れた特性が発揮される。

【0051】

$$(4) \quad 0.95 \leq C\gamma_R \leq 1.2 \dots (4)$$

式(4)中、 $C\gamma_R$ は、 γ_R 中の平均C濃度(質量%)を示す。

【0052】

前述した通り、 $C\gamma_R$ が高ければ高い程、延性向上に有用な「非常に安定度の高い γ_R 」が得られることは知られている。しかし、本発明では、延性と成形性との両立を意図している為、 $C\gamma_R$ を或る程度高く維持しつつ、成形性向上に有用な「マルテンサイト変態し易い γ_R 」も所定量生成させるという観点に基づき、「非常に安定度の高い γ_R 」ではなく「比較的安定な γ_R 」を生成させており、この様な γ_R 中の平均C濃度を特定したのが上式(4)である。 0.95% 未満では、所望の延性向上効果が得られない。一方、 1.2% を超えると、所望の成形性が得られない。好ましくは 1.05% 以上、 1.2% 以下である。

【0053】

上記 C_{γ_R} の測定方法は以下の通りである。まず、ターゲットを Mo とし、 200_r 、 220_r 、 311_r の半価幅中点から夫々の r の格子定数を求め、これを $(\cos^2 \theta / \sin \theta) + (\cos^2 \theta / \theta)$ により θ を 90° に外挿する方法を用いてその材料の γ の格子定数 (a_0) とし、 $a_0 = 3.572 + 0.033 (\%C)$ の $\%C$ を C_{γ_R} 量とした。

【0054】

次に、成形性向上に寄与するマルテンサイトの要件について説明する。

【0055】

$$(3) \quad 0.25 \leq [\alpha 2 / (\alpha 1 + \gamma_R)] \leq 0.60 \quad \dots (3)$$

上式 (3) 中、 $\alpha 2$ はマルテンサイトの占積率を、

$(\alpha 1 + \gamma_R)$ は、第 2 相組織の面積率を、夫々示す。

【0056】

上式 (3) は、第 2 相組織 (マルテンサイト及び γ_R) 中に占めるマルテンサイトの比率が 0.25 以上 0.60 以下を満足するものは、所望の降伏比低減効果が得られ、成形性が向上するという観点から定めたものである。周知の通り、マルテンサイトは、その周囲における可動転位密度を増加させることにより降伏比を低くすると考えられており、この様なマルテンサイトによる作用を有効に発揮させるべく、上式 (3) を特定した次第である。

【0057】

上式 (4) 中、第 2 相組織の面積率 ($\alpha 1 + \gamma_R$) は前述した通り、鋼材の約 $t/4$ 位置を画像解析して測定する。

【0058】

また、マルテンサイトの占積率 ($\alpha 2$) は、上記第 2 相組織の面積率 ($\alpha 1 + \gamma_R$) と、前記 (1) 式に記載の $V t \gamma_R$ との差によって算出されるものと定義する。ここで、マルテンサイトの占積率 ($\alpha 2$) を算出するに当たり、 $V t \gamma_R$ [飽和磁化測定法によって算出される測定対象試料中の γ_R (体積率)] を用いたのは、 γ_R 量を正確に表す指標としては、飽和磁化測定法による測定が最も有効と考えられるからである。

【0059】

上式(3)が0.25未満では、マルテンサイトによる作用を有効に発揮することができず、降伏比が高くなって所望の成形性が得られない等の問題がある。一方、上式(3)が0.60を超えると硬質マルテンサイトが生成し、これが破壊の起点となって所望の γ_R が得られず、 γ_R による延性向上作用を有効に発揮させることができない。好ましくは0.5以下、より好ましくは0.4以下である。

【0060】

次に、本発明鋼板を構成する基本成分について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。

【0061】

C : 0.05 ~ 0.25 % 未満

Cは、鋼板の強度及び γ_R を確保する為に必須の元素である。0.05%未満では、熱延鋼板を巻取りした後、或いは冷延鋼板を焼鈍した後、各鋼板中に存在する γ_R が極めて少なくなり、 γ_R による所望のTRIP効果が充分得られない。好ましくは0.08%以上、より好ましくは0.10%以上である。但し、0.25%以上添加すると、強度も第2相組織の生成も過度となり、破壊の起点が増す為、所望の局部延性効果が得られない。好ましくは0.20%以下、より好ましくは0.15%以下である。

【0062】

Si : 0.5 ~ 3.5 %

Siは、 γ_R の生成に寄与する元素である。0.5%未満では所定の γ_R が得られず、 γ_R によるTRIP効果が充分得られない。好ましくは1.0%以上、より好ましくは1.2%以上である。但し、3.5%を超えて添加すると、割れが生じる恐れがあり、加工性も劣化する様になる。好ましくは3%以下、より好ましくは2.5%以下、更により好ましくは2.0%以下である。

【0063】

Mn : 0.7 ~ 4 %

MnはSiと同様、 γ_R の生成に寄与する元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.7%以上添加することが必要である。好ましくは1.0

%以上、より好ましくは1.5%以上である。但し、4%を超えて添加すると上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。好ましくは3.0%以下、より好ましくは2.0%以下である。

【0064】

本発明は上記成分を基本的に含有し、残部：実質的に鉄及び不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

【0065】

Ni：2%以下（0%を含まない）及び／又はCu：2%以下（0%を含まない）

これらの元素は共にオーステナイト安定化元素であり、 γ_R の生成に寄与する。この様な作用を有効に発揮させる為には、Ni：0.1%以上（より好ましくは0.3%以上）、Cu：0.1%以上（より好ましくは0.3%以上）添加することが好ましい。但し、過剰に添加すると割れが発生する恐れがある為、その上限を、Ni：2%（より好ましくは1%）、Cu：2%（より好ましくは1%）とすることが推奨される。

【0066】

上記元素は単独で添加しても良いし、併用しても構わない。

【0067】

Cr：1.0%以下（0%を含まない）及び／又はMo：1.0%以下（0%を含まない）

これらの元素はいずれも、強度向上に寄与する元素であり、この様な作用を有効に発揮させる為には、Cr：0.1%以上（より好ましくは0.2%以上）、Mo：0.1%以上（より好ましくは0.2%以上）添加することが好ましい。但し、Crを過剰に添加すると炭化物を生成し、 γ_R の生成が低下する。また、Moを過剰に添加すると強度が高くなり過ぎ、割れが発生する恐れがある。好ましい上限は、Cr：1.0%（より好ましくは0.5%）、Mo：1.0%（より好ましくは0.5%）である。

【0068】

これらの元素は単独で添加しても良いし、併用しても構わない。

【0069】

P : 0.3%以下

Pは、固溶強化により強度向上に寄与する元素であり、その為には、0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）添加することが推奨される。但し、0.3%を超えて添加すると強度が高くなり過ぎて加工性が劣化し、割れの発生を招く等の弊害がある。より好ましくは0.2%以下である。

【0070】

Al : 2.0%以下

Alは、脱酸に寄与する元素であるが、2.0%を超えると連铸による割れが生じてしまう。より好ましくは1.0%以下である。

【0071】

Ti、Nb、及びVよりなる群から選択される少なくとも1種：合計で0.1%以下

これらの元素はいずれも、析出強化作用を有している。この様な作用を有効に発揮させる為には、上記元素の少なくとも一種（1種でも良いし、2種以上併用しても良い）を、合計で0.01%以上（より好ましくは0.05%以上）添加することが推奨される。但し、上記元素の合計量が0.1%を超えると炭化物が生成し、所望の γ_R 量が得られない。より好ましくは、合計で0.08%以下である。

【0072】

次に、本発明鋼板を製造する方法につき、説明する。

【0073】

本発明の方法は、熱延、必要に応じて冷延、および連続焼鈍により上記高強度鋼板を製造する方法であって、

①熱延を行う前に、上記成分を満たすスラブを1270℃以上にて5時間以上溶体化処理すると共に、

②熱延を行った後に巻取処理するに当たり、ベイナイト変態域まで冷却した後、該温度域で50～200秒間保持するオーステンパ処理を行うところに特徴が

ある。

【 0 0 7 4 】

まず、本発明の方法を特徴付ける①熱延前の溶体化処理、及び②熱延／連続焼鈍におけるオーステンパ処理について詳述する。

【 0 0 7 5 】

①熱延前の溶体化処理

前述した通り、本発明鋼板は、フェライト粒内に、所定のC濃度を含有する γ_R を多く含有するところに最大の特徴を有するものであるが、上記溶体化処理は、このような組織を得る為に極めて重要である。溶体化処理は通常、時効硬化性合金の硬化処理に先立って、この操作が行われるが、TRIP鋼板の製造に当たっては、時間がかかること、工程付加に伴う煩雑さ、コスト面等の理由により採用されていない。ところが、熱延の前に適切な溶体化処理を施せば、Mn等による中心偏析を防止する手段として極めて有用であることが本発明者らの検討結果により始めて明らかになった。即ち、上記溶体化処理により、局部伸びの向上に有用な「比較的安定な γ_R 」が生成されると同時に、降伏比の低減に有用な「マルテンサイト、または降伏点近傍でマルテンサイト変態し易い比較的不安定な γ_R 」も確保でき、その結果、延性と成形性を兼ね備えた所望の高強度鋼板が提供することができた。

【 0 0 7 6 】

このような作用を有効に発揮させる為には、溶体化処理の温度と時間を適切に制御することが重要であり、本発明では、1270℃以上にて5時間以上の溶体化処理を定めた。1270℃未満では溶解度曲線に達することができず、所望の効果が得られない。また、5時間未満では、溶質原子が均一分布するまでの拡散時間が不足する為、やはり、所望の効果が得られない。これら温度と時間は、両者が適切に制御されて始めて所望の効果を発揮するものであるが、好ましくは1300℃以上にて10時間以上、より好ましくは1350℃以上にて15時間以上の溶体化処理をすることが推奨される。尚、その上限は、「所望の比較的安定な γ_R を生成する」という観点からは特に限定されず、処理温度も高く処理時間も長い程良いが、生産性、コスト面等を考慮すると、1430℃以下にて25時間

以下（より好ましくは1400℃以下にて20時間以下）に制御することが推奨される。

【0077】

②熱延／連続焼鈍におけるオーステンパ処理

本発明では、上記溶体化処理に加え、オーステンパ処理を適切に行うことも重要である。これにより、所望の組織が適切に得られるからである。

【0078】

具体的には、①熱延後、巻取処理するに当たり、ベイナイト変態域まで冷却した後、該温度域で50～200秒間保持しても良いし、或いは、②熱延、必要に応じて冷延、連続焼鈍して冷却するに当たり、同様の処理を行っても良い。上記①／②の処理は、いずれか一方を採用しても良いが、両方を採用すれば、より優れた特性が得られる。

【0079】

ここで、上記オーステンパ処理が50秒未満では、 γ_R 中へのC濃化が不十分な為、所望の延性が確保できない。好ましくは60秒以上、より好ましくは120秒以上である。但し、200秒を超えると、逆に γ_R 中へのC濃化が進行し過ぎてしまい、局部変形能には優れるものの、成形性に寄与するマルテンサイトやマルテンサイト変態し易い不安定な γ_R が得られず、降伏比が高くなり成形性に劣る。好ましくは190秒以下、より好ましくは180秒以下である。

【0080】

以上、本発明の方法を最も特徴付ける溶体化処理及びオーステンパ処理について説明した。尚、これら以外の処理については特に限定されず、本発明の作用を有効に発揮させることができる様、TRIP鋼板で通常採用される方法を適宜、選択して実施することができる。例えば、熱延工程としては、 A_{r3} 点以上で熱延終了後、平均冷却速度約30℃/sで冷却し、約500～600℃の温度で巻取る等の条件を採用することができる。

【0081】

また、必要に応じて施される冷延処理は、約30～70%の冷延率を施すことが推奨される。更に連続焼鈍処理は、平均冷却速度5℃/s以上で冷却し、ベイ

ナイト変態域でオーステンパ処理することが推奨される。勿論、これらの方法に限定する趣旨では決してない。

【 0 0 8 2 】

以下実施例に基づいて本発明を詳述する。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に包含される。

【 0 0 8 3 】

【実施例】

実施例 1：成分組成、溶体化処理の有無、及びオーステンパ時間の検討

表 1 に記載の化学成分を有する鋼片（表中の単位は質量％）を連続鑄造し、得られたスラブを 1 2 8 0℃にて 1 0 時間にて溶体化処理した後、1 2 0 0℃で加熱し、9 0 0℃で仕上圧延してから冷却し、約 5 0 0℃で巻取って 3 m m 厚の熱延鋼板を得た。次いで冷間圧延により 1 . 2 m m 厚の冷延工程を得た後、連続焼鈍ライン（C A L）にて常法にて再結晶焼鈍（連続焼鈍）し、ベイナイト変態域まで冷却した後、該温度域での加熱保持時間（オーステンパ時間）を 3 0 ～ 3 0 0 秒の間で種々変化させることにより種々の鋼板を得た。

【 0 0 8 4 】

比較の為、上記の溶体化処理を施さないこと以外は上記と同様にして熱延、冷間圧延、再結晶焼鈍を行い（オーステンパ時間は 1 8 0 秒、3 0 0 秒及び 6 0 0 秒）、鋼板を得た。

【 0 0 8 5 】

この様にして得られた各鋼板につき、J I S 5 号引張試験片を用いて引張強度（T S）、局部伸び（l - E L）、均一伸び（u - E L）、全伸び（T - E L）及び降伏強度（Y P）を測定した。本発明では、下記①～③の特性をすべて満足する鋼板を「本発明例」として評価した。

【 0 0 8 6 】

①強度×局部伸び： $[T S (M P a)] \times [l - E L (\%)] \geq 5 5 0 0$

②全伸びに対する局部伸びの比率： $[(l - E L) / (T - E L)] \geq 0 . 2 5$

③降伏比（Y R = Y P / T S） $\leq 6 5 \%$

更に、前述した方法に従い、各鋼板中における第2相組織の面積率、母相フェライト粒内中の γ_R 面積分率 ($S F \gamma_R / V t \gamma_R$)、マルテンサイトの占積率 [$\alpha 2 / (\alpha 1 + \gamma_R)$]、及び $C \gamma_R$ を測定すると共に、全 γ_R 体積分率 ($V t \gamma_R$) を以下の要領で測定した。

【0087】

[全 γ_R 体積分率 ($V t \gamma_R$) の測定]

飽和磁化測定の詳細は前述した通りであるが、具体的には、測定対象試料として、形状が1.2mm t × 4mm W × 30mm Lの鋼片（得られた鋼板の両端部から中心位置付近において、ワイヤーカットにて歪みを与えない様に細心の注意をして3枚を切り出し、重ね合わせて3.6mm tとしたもの）を用いた。また、電極石間ギャップを30mm、室温において印加磁化を5000Oe（エルステッド）として行い、ヒステリシスループの両極最大磁化平均値をもって飽和磁化量とした。次に、前述した方法により、上記測定対象試料中の飽和磁化量 (I) を測定した後、当該試料を420℃で15時間のオーステンパ処理を施し、 γ_R を0体積%としたときの試料中の飽和磁化量 (I_s) を測定し、これらを下式 (A) に代入して γ_R の体積分率 ($V t \gamma_R$) を得た。

【0088】

$$\gamma_R (\text{体積}\%) = (1 - I / I_s) \times 100 \quad \dots (A)$$

これらの結果を表2に示す。

【0089】

【表1】

鋼種 No.	化学成分(質量%)				
	C	Si	Mn	PまたはS	Al
A	0.1	1.2	1.5	0.01	0.03
B	0.03	1.3	1.7	0.01	0.03
C	0.3	1.1	1.4	0.01	0.03
D	0.1	0.2	1.5	0.01	0.03
E	0.1	4.0	1.5	0.01	0.03
F	0.1	0.7	3.0	0.01	0.03

【0090】

【表 2】

試料 No.	鋼種 No.	溶体化 処理	オーステンパ 時間 (s)	機械的性質										組織					
				YP MPa	TS MPa	t-EL %	u-EL %	l-EL %	TS× l-EL	l-EL/ t-EL	YR	第2相 %	Vtγ _R %	SFγ _R %	SFγ _R /Vtγ _R	α ₂ /第2相	C _{γR} %		
1	A	有り	30	300	630	29.0	22.5	6.5	4095	0.22	47.6	12.0	3.5	2.5	0.71	0.71	0.85		
2	A	有り	180	400	630	33.5	24.3	9.2	5796	0.27	63.5	12.0	8.7	6.2	0.71	0.28	1.15		
3	A	有り	300	450	610	32.0	17.1	14.9	9089	0.47	73.8	10.0	8.0	6.0	0.75	0.20	1.25		
4	A	-	180	300	590	30.0	23.0	7.0	4130	0.23	50.8	12.0	4.6	1.6	0.35	0.62	0.9		
5	A	-	300	330	590	35.0	25.7	9.3	5487	0.27	55.9	12.0	8.4	4.7	0.56	0.30	1.15		
6	A	-	600	465	590	34.0	18.0	16.0	9440	0.47	78.8	9.5	8.1	4.7	0.58	0.15	1.23		
7	B	有り	180	343	549	30.0	22.3	7.7	4227	0.26	62.5	5.9	3.0	1.9	0.63	0.49	1		
8	C	有り	30	400	840	15.0	11.7	3.3	2772	0.22	47.6	35.0	4.5	3.0	0.67	0.87	0.85		
9	C	有り	180	510	840	19.0	13.1	5.9	4956	0.31	60.7	35.0	25.6	18.6	0.73	0.27	1.17		
10	C	有り	300	630	820	17.0	9.6	7.4	6068	0.44	76.8	29.0	23.1	18.1	0.78	0.20	1.3		
11	C	-	180	480	810	16.0	12.3	3.7	2997	0.23	59.3	35.0	13.5	4.5	0.33	0.61	0.9		
12	C	-	300	490	810	22.0	15.9	6.1	4941	0.28	60.5	35.0	25.0	13.5	0.54	0.29	1.17		
13	C	-	600	650	810	21.0	12.0	9.0	7290	0.43	80.2	28.0	24.0	13.5	0.56	0.14	1.25		
14	D	有り	180	395	620	19.5	14.0	5.5	3410	0.28	63.7	10.7	4.5	3.6	0.80	0.58	1.1		
15	E	有り	180	熱間圧延で割れ															
16	F	有り	30	310	670	26.9	20.9	6.0	4020	0.22	46.3	12.3	3.7	2.8	0.76	0.70	0.85		
17	F	有り	180	420	670	31.8	22.8	9.0	6030	0.28	62.7	12.3	8.7	6.9	0.79	0.29	1.15		
18	F	有り	300	495	630	31.0	17.0	14.0	8820	0.45	78.6	10.0	8.0	6.0	0.75	0.20	1.25		
19	F	-	180	355	605	29.0	22.7	6.3	3812	0.22	58.7	12.3	6.0	2.7	0.45	0.51	0.9		
20	F	-	300	365	605	33.5	24.5	9.0	5445	0.27	60.3	12.3	8.0	4.0	0.50	0.35	1.15		
21	F	-	600	510	605	33.0	17.5	15.5	9378	0.47	84.3	9.5	8.3	4.6	0.55	0.13	1.23		

【0091】

これらの結果より、以下の様に考察することができる。

【0092】

まず、表2のNo.1～6（表1の鋼種A）及びNo.16～21（表1の鋼種F）は、本発明の成分組成を満足するスラブを用い、溶体化処理及びオーステンパ時間を変化させて実験した例である。

【0093】

このうちNo.2及び17はいずれも、所定の溶体化処理及びオーステンパ処理によって製造した例であり、上記①～③の特性を全て兼ね備えた高強度鋼板が得られた。

【0094】

これに対し、No.1及び16は、所定の溶体化処理を施したが、オーステンパ時間が30秒と短かい為、マルテンサイト変態し易い不安定な γ_R 及びマルテンサイトが多量に生成し、破壊の起点となって所望の伸びが得られず、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0095】

また、No.3及び18は、所定の溶体化処理を施したが、300秒もの長いオーステンパ処理を施した例であり、非常に安定な γ_R が生成して強度及び局部延性のバランスに優れているものの、マルテンサイトの生成が少ない為にYRが高くなり、成形性に劣っている。

【0096】

No.4及び19は、溶体化処理を全く実施せずオーステンパ処理のみ施した例であるが、中心偏析を無くすことはできず、マルテンサイト変態し易い不安定な γ_R 及びマルテンサイトが多量に生成した為、破壊の起点となって所望の伸びが得られず、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0097】

また、No.5及び20は、溶体化処理を全く実施せず、且つ、300秒もの長いオーステンパ処理を施した例であり、均一変形に寄与する非常に安定な γ_R の生成が少なく、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0098】

N o. 6及び21は、溶体化処理を全く実施せず、且つ、600秒もの非常に長いオーステンパ処理を施した例であり、非常に安定な γ_R が生成して強度及び局部延性のバランスに優れているものの、マルテンサイトの生成が少ない為にY Rが高くなり、成形性に劣っている。

【0099】

次にN o. 7は、C量が少ない表1の鋼種Bを用いた例であり、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0100】

N o. 8～13は、いずれもC量が多い表1の鋼種Cを用い、溶体化処理及びオーステンパ時間を変化させて実験した例である。

【0101】

このうちN o. 8は、所定の溶体化処理を実施したが、オーステンパ時間が30秒と短かい為、マルテンサイト変態し易い不安定な γ_R 及びマルテンサイトが多量に生成し、これが破壊の起点となって所望の伸びが得られず、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0102】

N o. 9は、所定の溶体化処理及びオーステンパ処理を施しているが、C量が多い為、軟質フェライト相の生成が少なくなると共に、多量の第2相硬質マルテンサイトが生成し、これが破壊の起点となり、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0103】

また、N o. 10は、所定の溶体化処理を実施したが、300秒もの長いオーステンパ処理を施した例であり、非常に安定な γ_R が生成して強度及び局部延性のバランスに優れるものの、マルテンサイトの生成が少ない為にY Rが高くなり、成形性に劣っている。

【0104】

N o. 11は、溶体化処理を全く実施していない例であり、中心偏析が生じてマルテンサイト変態し易い不安定な γ_R 及びマルテンサイトが多量に生成した為

、破壊の起点となって所望の伸びが得られず、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0105】

No. 12は、溶体化処理を全く実施せず、且つ、300秒もの長いオーステンパ処理を施した例であり、均一変形に寄与する非常に安定な γ_R が少なく、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0106】

No. 13は、溶体化処理を全く実施せず、且つ、600秒もの非常に長いオーステンパ処理を施した例であり、非常に安定な γ_R が生成して強度及び局部延性のバランスに極めて優れているものの、マルテンサイトの生成が少ない為に γ_R が高くなり、成形性に劣っている。

【0107】

次にNo. 14は、Si量が少ない表1の鋼種Dを用いた例であり、所望の γ_R 量が得られず、強度及び局部延性のバランスに劣っている。

【0108】

また、No. 15は、Si量が多い表1の鋼種Eを用いた例であり、熱間圧延割れが生じてしまった。

【0109】

【発明の効果】

本発明は上記の様に構成されているので、強度及び局部伸びのバランスに優れており、且つ、低降伏比を有する高強度鋼板；及び、この様な高強度鋼板を効率よく製造することのできる方法を提供することができた。

【図面の簡単な説明】

【図1】

飽和磁化測定に用いる装置の一部分の概略図を例示した斜視図である。

【図2】

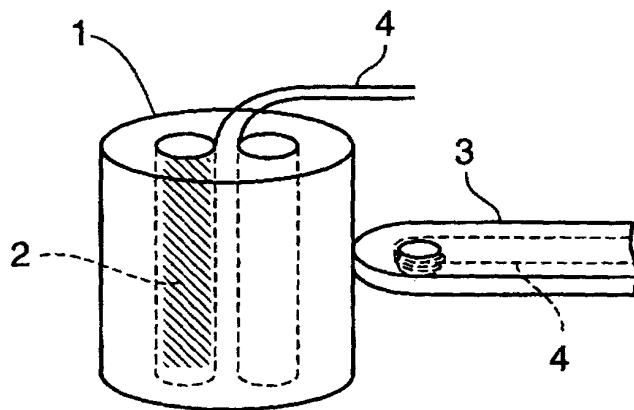
溶体化処理の有無及びオーステンパ時間を変化させた場合における、 γ_R のC濃度 [C_{γ_R} (質量%)] 及び体積率 [V_{γ_R} (体積%)] の推移を示すグラフである。

【符号の説明】

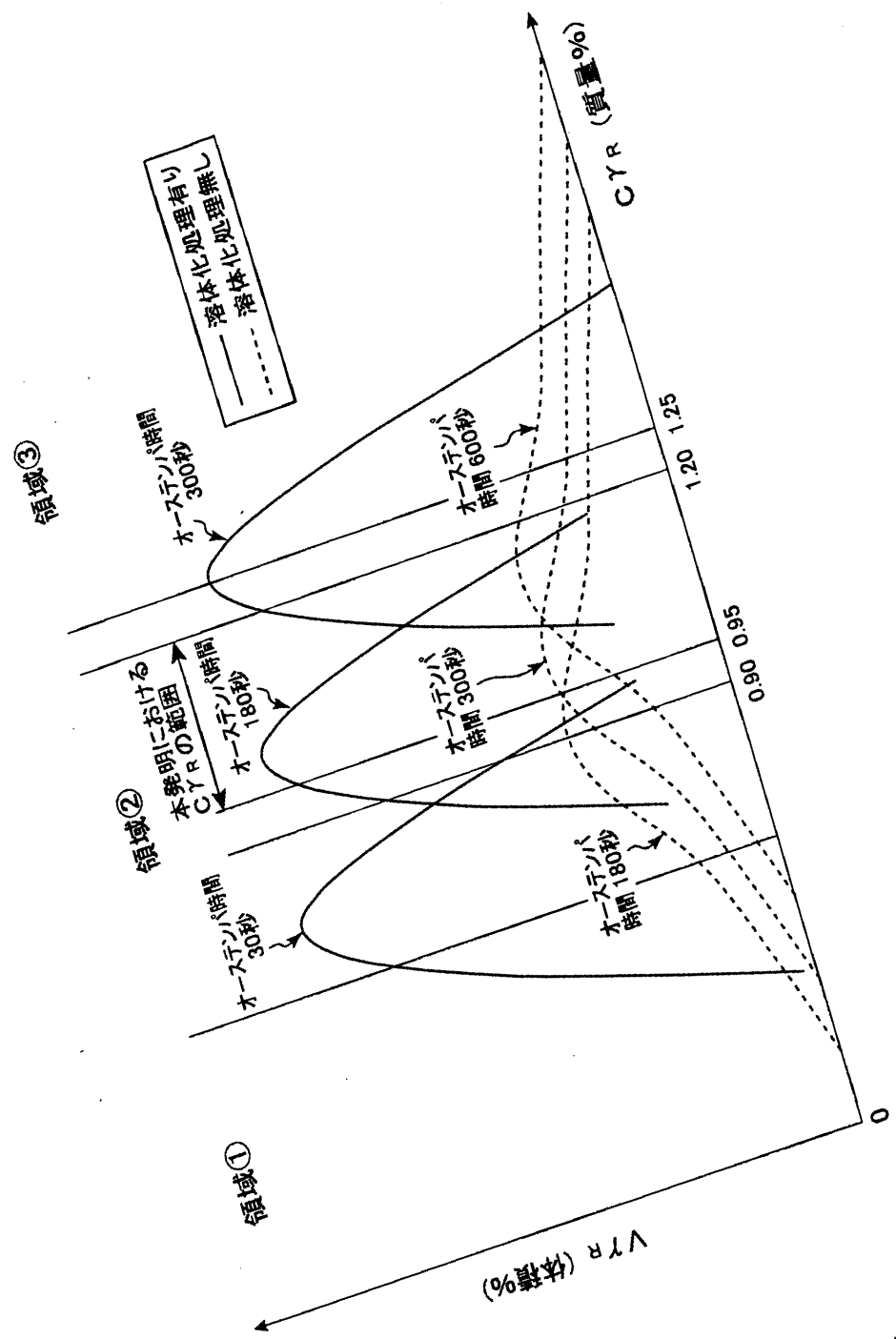
- 1 $4\pi I$ コイル
- 2 棒状試料
- 3 H コイル
- 4 導線

【書類名】 図面

【図 1】



【図2】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 強度及び局部伸びのバランスに優れており、且つ、低降伏比を有する高強度鋼板を提供する。

【解決手段】

C : 0.06 ~ 0.25 質量%未満、

Si : 0.5 ~ 3.5 質量%、

Mn : 0.7 ~ 4 質量%を含有し、

母相組織はフェライト、

第2相組織はマルテンサイト及び残留オーステナイトを有しており、且つ、画像解析により測定される該第2相組織は、全組織に対して面積率で25%以下を満足する高強度鋼板であって、

下記(1) ~ (3)の要件を満足する鋼板である。

(1) 飽和磁化測定により測定対象試料を測定したときの残留オーステナイト($V_t \gamma_R$)は体積率で5%以上であり、

(2) FE-SEM/EBSPにより測定したときのフェライト粒内の残留オーステナイトの面積率($S_F \gamma_R$)と、 $V_t \gamma_R$ との比($S_F \gamma_R / V_t \gamma_R$)は0.65以上であり、

(3) マルテンサイトの占積率(α_2)と、第2相組織($\alpha_1 + \gamma_R$)との比 $[\alpha_2 / (\alpha_1 + \gamma_R)]$ は、0.25以上0.60以下である。

【選択図】 なし

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000001199]

1. 変更年月日	2002年 3月 6日
[変更理由]	住所変更
住 所	兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号
氏 名	株式会社神戸製鋼所